

величины эффективного коэффициента теплопередачи. Как видно из зависимостей (рис. 3), потери давления в модуле теплообменника

с оребренными плоскими трубами, установленными в сердцевине без зазора между вершинами ребер, не отличаются от потерь давления, измеренными в модуле, оребренные трубы которого установлены с зазором 0,5 мм.

### ВЫВОДЫ

1. В результате проведенных экспериментальных исследований было показано, что появление зазора между вершинами ребер в сердцевине теплообменника из плоских труб с подрезным оребрением приводит к ощутимому снижению эффективного коэффициента теплопередачи. Установлено, что при достижении величины зазора в 1 мм уменьшение эффективного коэффициента теплопередачи может достигать более 20 %. Снижение потерь давления потока воздуха при его движении через оребренную поверхность теплообменника менее существенно.

УДК 621.785.53

2. Полученные экспериментальные результаты позволяют после нахождения максимальной величины зазора, обусловленного погрешностью настройки оборудования и инструмента для получения ребер, точностью установки заготовки в технологическом оборудовании, а также погрешностью выполнения габаритных размеров заготовки, определять максимальную величину отклонения теплопередающих характеристик теплообменника от расчетных. Это дает возможность выполнять расчет теплообменников с меньшей погрешностью.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Мрочек, Ж. А. Определение интенсивности теплообмена при конвекции воздуха в межреберном пространстве плоских труб / Ж. А. Мрочек, А. И. Дьяков // Машиностроение. – 2006. – № 21. – 220 с.
2. Жукаускас, А. А. Конвективный перенос в теплообменниках / А. А. Жукаускас. – М.: Наука, 1982. – 472 с.
3. Преображенский, В. П. Теплотехнические измерения и приборы / В. П. Преображенский. – М.: Энергия, 1978. – 440 с.

Поступила 25.05.2007

## ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ НАСЫЩЕНИЯ СТАЛИ КАРБИДООБРАЗУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ Cr–Ti–V и Cr–Ti–Mn

*Канд. техн. наук ШМАТОВ А. А.*

*Белорусский национальный технический университет*

Изучение общих закономерностей формирования многокомпонентных диффузионных карбидных слоев, их структуры и фазового состава как функции условий ХТО теряет смысл, если нет подробного изучения свойств покрытий. При этом главным этапом в научных исследованиях является оптимизация процессов по наиболее важным эксплуатационным свойствам. Результат оптимизации – выявление оптимальных режимов ХТО и составов насыщающих смесей,

обеспечивающих максимальные значения требуемых свойств.

В настоящей работе для уменьшения количества экспериментов оптимизация процессов насыщения стали тремя карбидообразующими элементами решалась с использованием метода симплексных решеток [1]. Основная задача применения этой методики лежит в определении областей с экстремальными свойствами. Примером успешного использования метода симплекс-планирования являются результаты

исследования свойств многокомпонентных карбидных систем и покрытий в работах [2–5].

Наибольший интерес в вопросе выбора оптимальных составов насыщающих смесей при насыщении стали карбидообразующими элементами представляют карбидные системы на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn. Это связано с тем, что в данных системах наблюдаются наиболее высокие показатели механических свойств (микротвердости и износостойкости) [6].

В связи со сказанным выше целью настоящей работы явились: оптимизация составов насыщающих смесей для трехкомпонентного насыщения стали по износостойкости и микротвердости; выявление причин экстремального повышения указанных свойств; изучение структуры, фазового состава и кинетики роста оптимизированных карбидных слоев.

**Объекты и методика исследований.** Одно-, двух- и трехкомпонентные карбидные покрытия в системах на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn были получены на инструментальной стали У8 (0,8 % С) методом ХТО в идентичных условиях. Стальные образцы помещали в контейнер из жаропрочной стали, заполненный специально приготовленной порошковой насыщающей смесью, которую герметизировали плавким затвором. Затем контейнер с образцами был загружен в электрическую печь, разогретую до температуры 1100 °С, где выдерживали 6 ч. Насыщающую смесь предварительно получали алюминотермическим методом путем восстановлением оксидов металлов алюминием в порошковых смесях следующего состава, мас. %:

98 % (50 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 35 %  $\text{Me}_x\text{O}_y$  + 15 % Al) + 2 %  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , где оксиды  $\text{Me}_x\text{O}_y$  =  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$ ,  $\text{MnO}_2$  являлись поставщиками карбидообразующих металлов. Когда в нее дополнительно добавляли активатор (2 %  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ), смесь для ХТО была готова к употреблению.

Испытания на абразивную износостойкость карбидных слоев проводили на машине типа ХБ-4 при скорости вращения абразивного круга 0,5 м/с, радиальной подаче испытываемого

образца 1 мм на оборот и статической нагрузке 1 МПа. Об абразивном износе судили по потере массы после испытания образцов. Испытания на износ карбидных покрытий в условиях сухого трения скольжения проводили на машине типа Шкоды – Савина. Износ покрытия оценивали объемом лунки, образованной за 20 мин диском из ВКЗ при нагрузке 1 МПа и скорости его вращения 1 м/с. Показатель относительной износостойкости  $K_w$  карбидных покрытий при обоих видах износа определяли по формуле:

$K_w = \Delta m_2 / \Delta m_1 (V_2 / V_1)$ , где  $\Delta m_1$  – потеря массы образца с покрытием;  $\Delta m_2$  – то же без покрытия (в условиях абразивного изнашивания);  $V_1$  – объем лунки для образца с покрытием;  $V_2$  – объем лунки для образца с хромированным покрытием (при сухом трении скольжения).

Оптимизацию составов насыщающих смесей с помощью математического симплекс-планирования осуществляли на основании 19 экспериментальных опытов в каждой из карбидных систем на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn [1]. С целью снижения трудоемкости работы определение параметров при расчете математических моделей и построение диаграмм «состав – свойство» во всем концентрационном треугольнике проводили с помощью ЭВМ.

**Результаты исследований.** В настоящей работе проведена оптимизация порошковых смесей в трехкомпонентных системах на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn по микротвердости, износостойкости при абразивном изнашивании и сухом трении скольжения карбидных слоев на стали У8.

Для примера рассмотрим оптимизацию карбидных покрытий на стали У8 по абразивной износостойкости в системе на основе Cr–Ti–V. Согласно методу симплекс-планирования составлена матрица планирования (табл. 1), в которой параметром оптимизации  $y$  являлась относительная абразивная износостойкость  $\varepsilon$  исследуемых карбидных слоев, а в качестве независимых переменных взяты поставщики карбидообразующих элементов:  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  ( $x_1$ ),  $\text{TiO}_2$  ( $x_2$ ),  $\text{V}_2\text{O}_5$  ( $x_3$ ). Причем сумма оксидов металлов  $\text{Me}_x\text{O}_y$  в Cr–Ti–V порошковой смеси,

содержащей 98 % (50 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  + 35 %  $\text{Me}_x\text{O}_y$  + 15 %  $\text{Al}$ ) + 2 %  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , была постоянной, т. е. сумма  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  +  $\text{TiO}_2$  +  $\text{V}_2\text{O}_5$  равна 100 % (или 1 – в долевом соотношении). Поскольку значения параметров оптимизации, а также дисперсии опытов сильно различались, все величины для расчетов логарифмировали.

В настоящей работе получены математические модели второго, третьего и четвертого порядков, описывающие изменение абразивной износостойкости  $\text{Cr-Ti-V}$  карбидных слоев от состава насыщающей смеси. После проверки по  $t$ -критерию модели второй и третьей степеней оказались неадекватными, а модель четвертой степени – адекватной и имела следующий вид: для абразивной износостойкости карбидных покрытий в системе на основе  $\text{Cr-Ti-V}$

$$y = 3,1x_1 + 2,3x_2 + 5,4x_3 + 6,5x_1x_2 - 8,5x_1x_3 + 3,7x_2x_3 - 7,2x_1x_2(x_1 - x_2) - 15,8x_1x_3(x_1 - x_3) + 13,0x_2x_3(x_2 - x_3) - 3,7x_1x_2(x_1 - x_2)^2 + 24,4x_1x_3(x_1 - x_3)^2 + 14,7x_2x_3(x_2 - x_3)^2 + 7,3x_1^2x_2x_3 + 198,8x_1x_2^2x_3 + 93,4x_1x_2x_3^2.$$

Таблица 1

**Матрица планирования и результаты испытаний на абразивный износ карбидных покрытий на основе  $\text{Cr-Ti-V}$**

Состав активной части смеси, доли единицы			Обозначение $y$	Относительная износостойкость $K_w$ / Длина пути трения, м
$\text{Cr}_2\text{O}_3$ ( $x_1$ )	$\text{TiO}_2$ ( $x_2$ )	$\text{V}_2\text{O}_5$ ( $x_3$ )		
1	0	0	$y_1$	Сталь У8
3/4	1/4	0	$y_{1112}$	2,3/4,9
1/2	1/2	0	$y_{12}$	2,4/3,2
1/4	3/4	0	$y_{1222}$	4,3/11,8
0	1	0	$y_2$	4,0/7,9
0	3/4	1/4	$y_{2223}$	1,1/1,0
0	1/2	1/2	$y_{23}$	13,6/34,6
0	1/4	3/4	$y_{2333}$	6,6/16,3
0	0	1	$y_3$	8,6/21,5
1/4	0	3/4	$y_{1333}$	21,4/34,6
1/2	0	1/2	$y_{13}$	38,7/35,7
3/4	0	1/4	$y_{1113}$	1,5/2,0
1/2	1/4	1/4	$y_{1123}$	1,1/1,0
1/4	1/2	1/4	$y_{1223}$	4,5/11,8
1/4	1/4	1/2	$y_{1233}$	70,5/81,3
1/3	1/3	1/3	$y_{123}$	6,8/30,4
3/4	1/8	1/8	–	33,3/79,1
1/8	3/4	1/8	–	23,0/33,4
1/8	1/8	3/4	–	12,8/33,7
				38,7/60,9

В геометрической интерпретации полученная модель представлена на рис. 1а. На диаграмме видно, что в  $\text{Cr-Ti-V}$  системе выделяются две оптимальные области составов при соотношении активных компонентов в первой области: 5–30 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , 45–70 %  $\text{TiO}_2$  и 10–35 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ , где рост абразивной износостойкости

$K_w$  составляет  $60 \pm 20$  раз, по сравнению с закаленной и низкоотпущенной сталью У8, во второй области: 0–10 %  $\text{TiO}_2$ , 5–25 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и 75–95 %  $\text{V}_2\text{O}_5$  – до  $40 \pm 15$  раз. Однако из-за неоднородности фазового состава карбидных слоев имеет место также скачкообразное повышение износостойкости, достигающее  $K_w =$

$= 23,0$  при концентрации основных компонентов 75 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 12,5 %  $\text{TiO}_2$  + 12,5 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ ,

не предсказанное математической моделью (рис. 1а). Поэтому в дальнейшем такие точки на концентрационном треугольнике с экстремальными свойствами, не предсказанными моделью, решили условно выделять кружками.

а

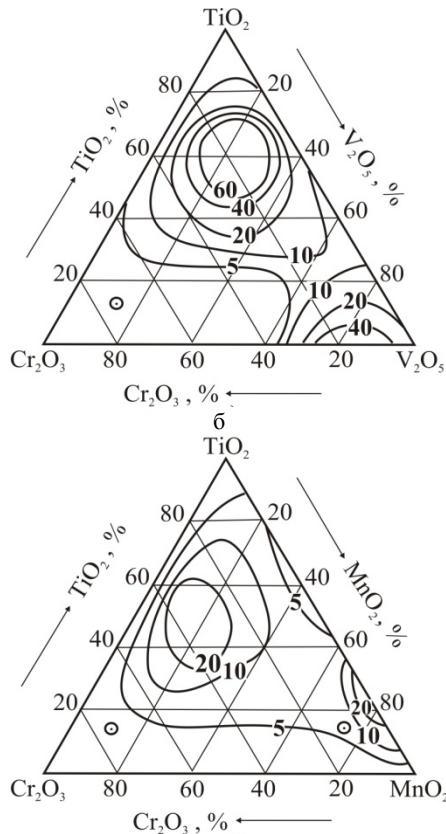


Рис. 1. Зависимость абразивной износостойкости карбидных слоев на стали У8 от состава насыщающей смеси в системах на основе: а – Cr–Ti–V; б – Cr–Ti–Mn; режим ХТО:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 6$  ч; условия испытаний:  $p = 1$  МПа,  $v = 0,5$  м/с, абразив – электрокорунд

Аналогичным образом были решены задачи по оптимизации микротвердости и износостойкости карбидных слоев на стали У8 в системах на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn. Все полученные математические модели четвертого порядка были адекватными. На их основе были построены диаграммы «состав – свойство», приведенные на рис. 1–3. В результате выявлены оптимальные области порошковых смесей, в которых наблюдается экстремальное повышение микротвердости и износостойкости многокомпонентных карбидных покрытий.

По-видимому, такое повышение свойств оптимизированных карбидных слоев обусловлено:

1. Высоким содержанием в диффузионном слое карбидов, имеющих в силу своей физической природы высокие механические свойства, т. е. карбидов металлов IVA–VA групп периодической системы элементов.

а

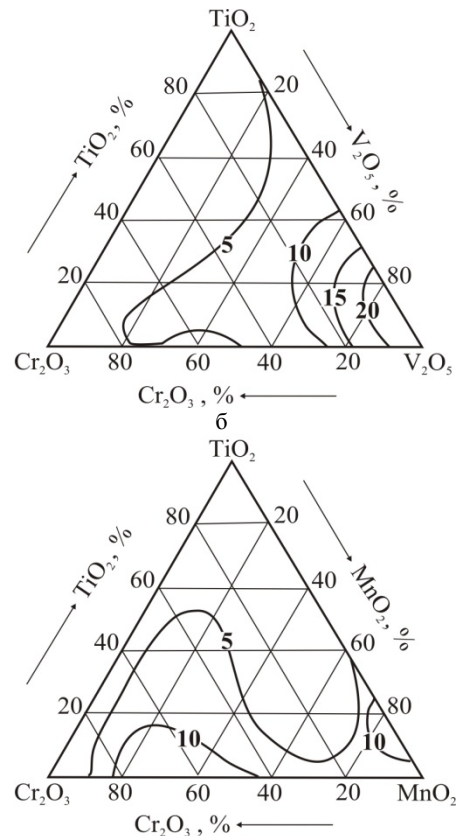


Рис. 2. Зависимость стойкости карбидных слоев на стали У8 при сухом трении скольжения от состава насыщающей смеси в системах на основе: а – Cr–Ti–V; б – Cr–Ti–Mn; режим ХТО:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 6$  ч; условия испытаний:  $p = 1$  МПа,  $v = 1$  м/с, контртело трения – ВКЗ

На основании подробного исследования фазового состава покрытий в карбидных системах на основе Cr–Ti–V, Cr–Ti–Mn установлено преобладание карбидов титана и ванадия (рис. 4, 7).

2. Наличием взаимной растворимости карбидов, входящих в состав многокомпонентных диффузионных слоев.

Для этого были рассчитаны периоды кристаллической решетки TiC для карбидных покрытий в системе Cr–Ti–V, которые имеют максимальные значения свойств. Результаты расчета параметров решетки карбида титана при съемке по точкам приведены в табл. 2. Расчет периода решетки TiC проводили по линии (422) для угла отражения  $\theta = 61,5^\circ$ .

а

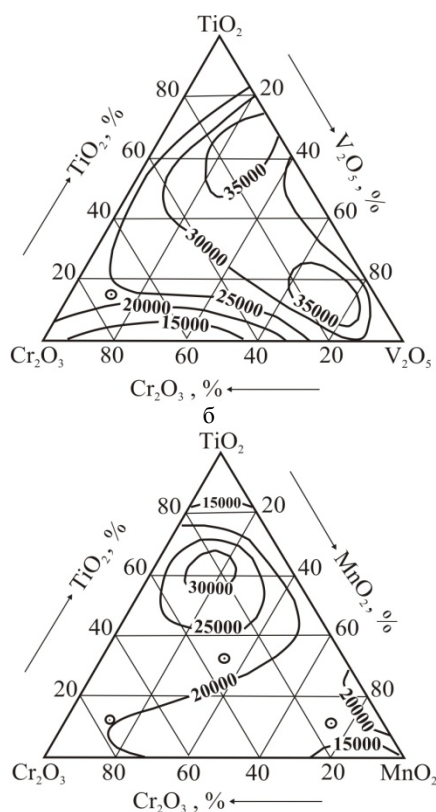


Рис. 3. Изменение микротвердости карбидных слоев на стали У8 в зависимости от состава насыщающей смеси в системах на основе: а – Cr–Ti–V; б – Cr–Ti–Mn; режим ХТО:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 6\text{ ч}$

Таблица 2

**Результаты расчета параметров решетки карбида титана в многокомпонентных карбидных покрытиях в системе Cr–Ti–V**

№ п/п	Состав смеси, доли единицы			Фазовый состав, число линий			Параметры решетки TiC, нм
	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Карбиды хрома	Карбиды титана	Карбиды ванадия	
1	–	0,75	0,25	–	2	–	0,43137
2	0,25	0,5	0,25	11	4	–	0,43148
3	0,25	0,25	0,5	2	4	2	0,43201
4	0,33	0,33	0,33	8	6	4	0,43243
5	0,75	0,125	0,125	11	2	–	0,43285

Параметр решетки TiC для первого покрытия (75 % TiO<sub>2</sub> + 25 % V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) соответствует максимальному периоду решетки TiC<sub>0,86</sub> [7, 8]. Полученные результаты показывают, что наибольшее отклонение периода решетки TiC от эталонного достигает ~0,01. При равновесной взаимной растворимости карбидов титана и ванадия это

изменение должно составить ~0,02, т. е. вдвое больше [7]. Проверка разброса точек от эталонного показала, что изменение параметров решетки TiC карбидных слоев находится в пределах ошибки, т. е. значительной взаимной растворимости карбидов титана и ванадия не наблюдается.

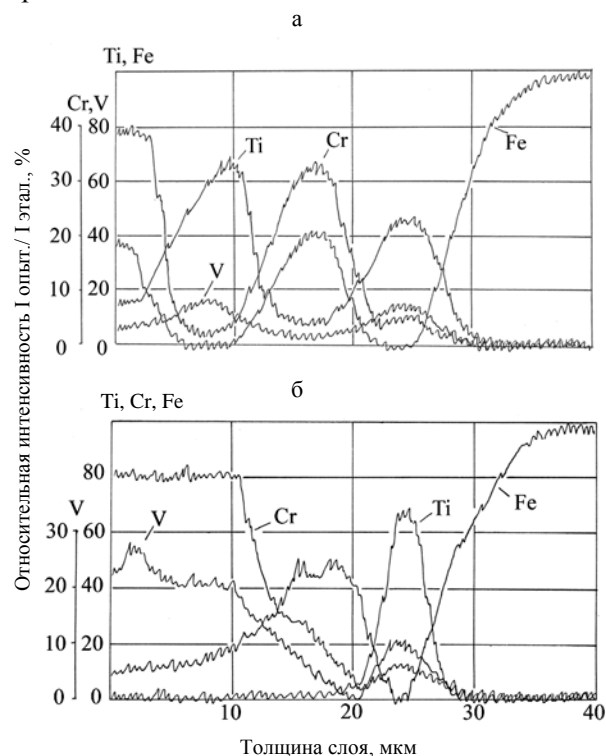


Рис. 4. Распределение элементов в диффузионном слое на стали У8 после хромотитанованадирования при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 6\text{ ч}$  ( $\times 240$ ). Состав насыщающих смесей по основным компонентам: а – 75 % Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 12,5 % TiO<sub>2</sub> + 12,5 % V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>; б – 25 % Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 50 % TiO<sub>2</sub> + 25 % V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>

Однако экстремальное повышение свойств может быть обусловлено не только упрочнением металлической подрешетки, но и дополнительной стабилизацией  $sp^3$ -конфигураций валентных электронов атомов углерода, которая достигается при содержании легирующих добавок в размере 2–10 ат. % [7, 9]. Действительно наличие малого процента примесных атомов в количестве 5–10 ат. % (в данном случае ванадия), которое не выявляется рентгеновским фазовым анализом, в то же время подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа (рис. 4).

Доказательством взаимной растворимости карбидов титана и ванадия является также однородность структуры образуемой

карбидной фазы, которая визуально обнаруживается при ее металлографическом исследовании при увеличении в 10000 раз (рис. 5).

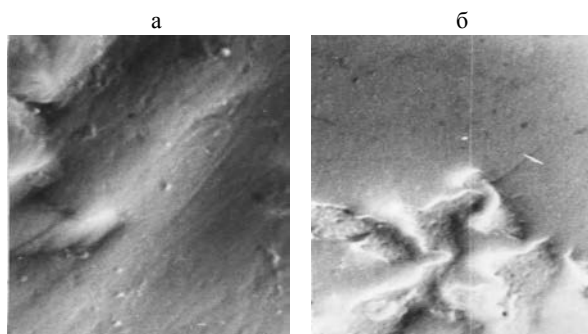


Рис. 5. Микроструктура карбидных слоев на стали У8 после хромтитанованадирования при  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $\tau = 6\text{ ч}$  ( $\times 10000$ ); составы насыщающих смесей по основным компонентам: а – 25 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 50 %  $\text{TiO}_2$  + 25 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ ; б – 75 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 12,5 %  $\text{TiO}_2$  + 12,5 %  $\text{V}_2\text{O}_5$

3. Высокой текстурованностью карбидов, образованных при многокомпонентном диффузионном насыщении с участием ванадия.

Из приведенных данных (табл. 3) следует, что повышение степени текстурованности кар-

бида ванадия  $\text{V}_2\text{C}$  (как и увеличение количества карбидов ванадия в покрытии) сопровождается возрастанием микротвердости оптимизированных хромтитанованадиевых карбидных слоев и соответствует распределению этих показателей в ряду:

СЧ 20 (17500 МПа)  $\rightarrow$  7Х3 (29000 МПа)  $\rightarrow$  XI2 (32800 МПа).

4. Повышение износостойкости обусловлено ростом толщины карбидных покрытий. Утверждение имеет силу, если рассматриваются покрытия на основе карбидов одного типа.

Структуры карбидных слоев, полученных в оптимальных насыщающих средах, представлены на рис. 6.

Кинетика формирования многокомпонентных диффузионных слоев лимитируется скоростью диффузионного массопереноса в насыщаемом сплаве и карбидной фазе, в связи с чем зависимость толщины слоя от времени близка к параболической, а от температуры – к экспоненциальной.

Таблица 3

Результаты рентгеноструктурного анализа карбидных покрытий, полученных в насыщающей смеси на основе 12,5 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 12,5 %  $\text{TiO}_2$  + 75%  $\text{V}_2\text{O}_5$

№ линии	$\theta$	$d_{\text{опыт}}$	$d_{\text{теор}}$	$I_{\text{теор}}$	Фаза	HKL	Интенсивность линий $I_{\text{опыт}}$ , мм		
							Чугун СЧ20	Сталь 7Х3	Сталь Х12
1	16,30	2,7470	2,748	25	$\text{Cr}_3\text{C}_2$	011	5	3	3
2	18,15	2,475	2,498	20	$\alpha\text{-V}_2\text{C}$	021	8	10	10
3	18,80	2,392	2,400	100	VC	111	33	160	25
4	19,70	2,287	2,288	35	$\alpha\text{-V}_2\text{C}$	200	200	175	600
5	20,60	2,191	2,193	100	$\alpha\text{-V}_2\text{C}$	121	10	5	7
6	21,75	2,080	2,070	100	VC	200	27	13	13
7	22,40	2,023	1,993	20	$\text{Cr}_3\text{C}_2$	204	7	7	7
8	28,80	1,600	1,620	10	$\text{Cr}_3\text{C}_2$	214	15	10	5
9	31,70	1,467	1,469	50	VC	220	10	5	5
10	34,10	1,375	1,376	5	$\text{Cr}_3\text{C}_2$	401	24	5	–
11	40,30	1,192	1,199	10	VC	222	10	15	–
12	42,30	1,145	1,144	5	$\alpha\text{-V}_2\text{C}$	400	22	22	70
13	53,90	0,954	0,952	5	VC	331	5	5	5
						$\Sigma\text{VC}$	85	198	48
						$\Sigma\text{V}_2\text{C}$	240	212	687
						$\Sigma\text{Cr}_3\text{C}_2$	51	25	15
$\frac{\Sigma\text{VC} + \Sigma\text{V}_2\text{C}}{\Sigma\text{VC} + \Sigma\text{V}_2\text{C} + \Sigma\text{Cr}_3\text{C}_2}$							0,86	0,94	0,98



Степень текстурованности, %	92	93	98
Совершенство текстуры $p_t^{(100)}V_2C$	10,36	10,41	10,98

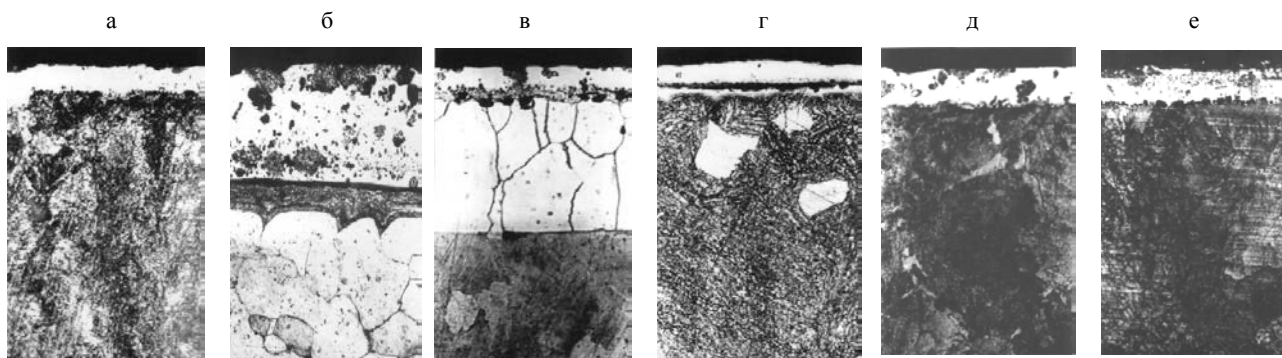


Рис. 6. Микроструктуры диффузионных слоев на стали У8 после: а – хромованадирования; б – титаномарганцирования; в, г – хромотитанованадирования; д, е – хромотитаномарганцирования; при  $T = 1100^\circ\text{C}$  и  $\tau = 6$  ч ( $\times 240$ ). Составы насыщающих смесей по основным компонентам: а – 15 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 85 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ ; б – 25 %  $\text{TiO}_2$  + 75 %  $\text{MnO}_2$ ; в – 75 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 12,5 %  $\text{TiO}_2$  + 12,5 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ ; г – 25 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 50 %  $\text{TiO}_2$  + 25 %  $\text{V}_2\text{O}_5$ ; д – 75 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 12,5 %  $\text{TiO}_2$  + 12,5 %  $\text{MnO}_2$ ; е – 25 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  + 50 %  $\text{TiO}_2$  + 25 %  $\text{MnO}_2$

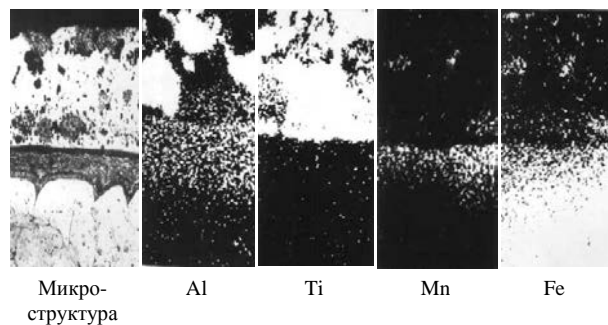
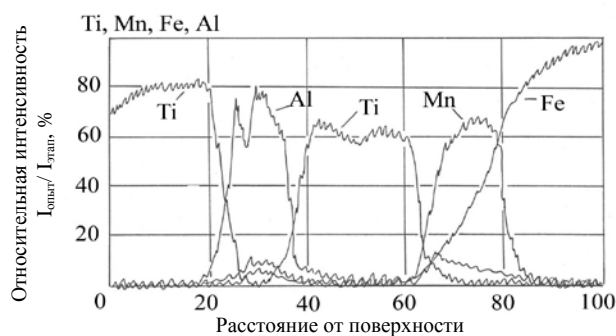


Рис. 7. Распределение элементов в диффузионном слое на стали У8 после титаномарганцирования при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 6$  ч ( $\times 240$ ); состав насыщающей смеси по основным компонентам: 25 %  $\text{TiO}_2$  + 75 %  $\text{MnO}_2$

Однако отмечен интенсивный рост Ti–Mn карбидных покрытий, полученных в смесях с преобладанием  $\text{MnO}_2$  (рис. 6б). Как отмечалось в ряде работ [10–12], такой рост карбидных слоев свойствен либо для случая реакционной диффузии, либо для случая образования на поверхности жидкометаллической фазы.

Увеличение вклада карбидообразующих элементов и углерода основы в процесс образования

Ti–Mn карбидных покрытий может быть связано с адсорбционными процессами, не отличающимися по своей сущности от каталитических [11]. Кроме того, создание жидкометаллической подложки на основе алюминия характеризуется тем, что адсорбционные и термодинамические процессы более энергетически выгодны [12–14]. Присутствие алюминия почти в чистом виде, который участвует в образовании жидкометаллической фазы, доказывается данными микрорентгеноспектрального анализа (рис. 7) и состоянием оплавленной поверхности в начальный период формирования карбидного слоя.

Промышленные испытания подтвердили эффективность оптимизированных многокомпонентных карбидных слоев. Эксплуатационная стойкость матриц для холодной высадки, форсунок для малярных работ и направляющих для навивки пружин с карбидными покрытиями, полученными методом ХТО, в оптимальных порошковых Cr–Ti–V и Cr–Ti–Mn смесях [15, 16], повысилась в 2–10 раз по сравнению со стандартным инструментом.

## ВЫВОДЫ

1. Проведена оптимизация составов насыщающих смесей по микротвердости и износостойкости в условиях абразивного изнашивания и сухого трения скольжения карбидных слоев на стали У8 для двух- и трехкомпонентных систем на основе Cr–Ti–V и Cr–Ti–Mn.

Выбраны оптимальные составы насыщающих смесей, обеспечивающие при химико-термической обработке получение карбидных слоев с максимальной износостойкостью. В результате оптимизации процессов износостойкость многокомпонентных карбидных покрытий в системах Cr–Ti–V и Cr–Ti–Mn повысилась в 30–70 раз, а по сравнению с хромированием – в 10–30 раз.

2. Показано, что экстремальное повышение микротвердости и износостойкости многокомпонентных карбидных слоев обусловлено следующими причинами:

- преобладанием в диффузионных слоях карбидов с наиболее высокими показателями механических свойств – карбидов титана и ванадия;
- наличием взаимной растворимости карбидов, входящих в состав слоев (в пределах 5–10 %);
- высокой степенью текстурованности карбидов, образованных на стали при многокомпонентном диффузионном насыщении с участием ванадия.

3. Кинетика формирования многокомпонентных карбидных слоев носит общеизвестный характер: зависимость толщины слоя от времени близка к параболической, а от температуры – к экспоненциальной. Аномально высокая скорость роста Ti–Mn карбидных слоев объясняется образованием на поверхности стали жидкометаллической фазы на основе алюминия.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Новик, Ф. С. Математические методы планирования экспериментов в металлведении. Раздел IV / Ф. С. Новик. – М.: МиСИС, 1971. – 148 с.

2. Некоторые физико-механические свойства сплавов ZrC–NbC–MoC<sub>1-x</sub> / В. Д. Функе [и др.] // Порошковая металлургия. – 1977. – № 12. – С. 76–82.

3. Шматов, А. А. Исследование свойств многокомпонентных карбидных слоев методом симплексных решеток // Тез. докл. всесоюз. науч.-техн. конф. / А. А. Шматов. – М., 1986. – С. 181–183.

4. Ворошнин, Л. Г. Исследование износостойкости карбидных покрытий системы методом симплексных решеток / Л. Г. Ворошнин, А. А. Шматов // Доклады АН БССР. – 1983. – № 3. – С. 238–239.

5. Шматов, А. А. Исследование и оптимизация процессов многокомпонентного насыщения сталей и чугуна карбидообразующими элементами: дис. ... канд. техн. наук / А. А. Шматов. – Минск, 1983. – 222 с.

6. Самсонов, Г. В. Физическое материаловедение карбидов / Г. В. Самсонов, Г. Ш. Упадхья, В. С. Нешпор. – Киев: Наукова думка, 1974. – 456 с.

7. Самсонов, Г. В. Некоторые закономерности начальной стадии реакционной диффузии / Г. В. Самсонов, Г. Л. Жунковский // Защитные покрытия на металлах. – 1973. – Вып. 7. – С. 21–33.

8. Диффузионные карбидные покрытия / В. Ф. Лоскутов [и др.]. – Киев: Техника, 1991. – 168 с.

9. Хижняк, В. Г. Разработка физико-химических и технологических основ нанесения на поверхность сталей и твердых сплавов двухкомпонентных покрытий на основе карбидов переходных металлов для повышения служебных характеристик изделий: автореф. дис. ... докт. техн. наук / В. Г. Хижняк. – Киев, 1998. – 24 с.

10. Структура, электронное строение и механические свойства покрытий на основе карбида титана на стали У10А / В. Г. Хижняк [и др.] // Наук. вісті Нац. техн. ун-ту України. – 2001. – № 3. – С. 84–90.

11. Металловедение. Термическая и химико-термическая обработка сплавов: сб. науч. тр. / Моск. гос. техн. ун-т. – М.: Изд-во МГТУ, 2003. – 246 с.

12. Лоскутова, Т. В. Комплексное насыщение углеродистых сталей и твердых сплавов ниобием и хромом: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Т. В. Лоскутова. – Киев, 2004. – 20 с.

13. Пантелеенко, Ф. И. Исследование механизма формирования, строения и свойств карбидных покрытий на основе хрома на предварительно цинкованных сталях: дис. ... канд. техн. наук / Ф. И. Пантелеенко. – Минск, 1977. – 263 с.

14. Попов, В. Е. Кристаллизация тугоплавких карбидов из растворов в металлических расплавах и получение композиционных материалов: дис. ... канд. техн. наук. – Л., 1976. – 160 с.

15. Состав для комплексного насыщения изделий: а. с. 1046328 СССР / Л. Г. Ворошнин, Г. В. Борисенко, А. А. Шматов [и др.] // Б. И. – 1983. – № 37, C23C, 9/02 от 3.06.1982.

16. Состав для комплексного насыщения стальных изделий: а. с. 1477780 СССР / Л. Г. Ворошнин, А. А. Шматов, Б. Б. Хина [и др.] // Бюл. изобр. – 1989. – № 17. – C23C, 10/52 от 12.10.1987.

Поступила 17.07.2007